ChinaXiv合作期刊

第 51 卷 第 8 期 金属学报 Vol.51 No.8
2015 年 8 月 第935-942页 ACTA METALLURGICA SINICA Aug. 2015 pp.935-942

热处理态激光立体成形Inconel 718 高温合金的组织及力学性能*

宋 衎 喻 凯 林 鑫 陈 静 杨海欧 黄卫东

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要 研究了经过高温均匀化固溶处理+中间δ时效处理+双级时效处理的激光立体成形Inconel 718合金的组织及力学性能, 并考察了热处理后合金的位错组态. 结果表明, 由于热处理过程中的再结晶行为, 合金组织由沉积态的初始柱状晶转化为等轴晶. Laves相完全固溶, 针状δ相以及γ''强化相分别在晶界处以及γ基体上大量弥散析出. 激光立体成形Inconel 718合金热处理态的抗拉强度、屈服强度、延伸率以及断面收缩率均达到锻件标准. 位错与γ''相的相互作用为位错切割γ''相以及位错绕过γ''相, 在位错绕过γ''相的区域, 位错密度比位错切割γ''相区域高. 由于热处理态δ相尺寸大于锻件, 位错会在δ相中发生塞积. 碳化物和位错之间也存在强烈的相互作用, 通过钉扎和拖曳作用来阻碍位错运动.

关键词 激光立体成形, Inconel 718, 显微组织, 力学性能, 位错组态

中图法分类号 TG142 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)08-0935-08

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HEAT TREATMENT LASER SOLID FORMING SUPERALLOY INCONEL 718

SONG Kan, YU Kai, LIN Xin, CHEN Jing, YANG Haiou, HUANG Weidong

State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072

Correspondent: LIN Xin, professor, Tel: (029)88460510, E-mail: xlin@nwpu.edu.cn

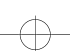
Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.51323008, 51105311 and 51271213), National Basic Research Program of China (No.2011CB610402), National High Technology Research and Development Program of China (No.2013AA031103), China Postdoctoral Science Foundation (No.2015M572597) and Specialized Research Fund for the Doctoral Program of Higher Education of China (No.20116102110016)

Manuscript received 2014-11-26, in revised form 2015-03-18

ABSTRACT With the development of additive manufacturing technology of metal, laser solid forming (LSF) has become an important fabricating method for high performance and complex Inconel 718 alloy components. However, there still exist a certain microsegregation and a large uneven distribution of residual stress in as-deposited Inconel 718 alloy due to rapid heating and cooling in LSF. Heat treatment is a necessary method for further improving the microstructure and mechanical properties. In this work, the microstructure and mechanical properties of LSFed Inconel 718 alloy heat treated with high temperature solution, δ phase aging and double aging treatment was investigated, the dislocation configuration of heat treated LSFed Inconel 718 alloy was characterized. It is found that the recrystallization occurs after the heat treatment, which leads to the transition from the columnar grain in the as-

*国家自然科学基金项目 51323008, 51105311 和 51271213, 国家重点基础研究发展计划项目 2011CB610402, 国家高技术研究发展计划项目 2013AA031103, 中国博士后科学基金项目 2015M572597 及高等学校博士学科点专项科研基金项目 20116102110016 资助
收到初稿日期: 2014-11-26, 收到修改稿日期: 2015-03-18
作者简介: 宋 衎, 男, 1982年生, 博士
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00648

chinaXiv:202303.00587v1



ChinaXiv合作期刊

deposited to the equiaxed grain. Laves phase is dissolved completely after the heat treatment, and the needle δ phase and the γ'' phase precipitate along the grain boundary and in the γ phase matrix, respectively. The strength, elongation and reduction of area of the heat treated Inconel 718 alloy satisfy the wrought standards. There are two kinds of interactions between the dislocation and the γ'' phase, the shearing mechanism and the Orowan bypass mechanism, which play the dominant role corresponding to the lower and the higher distribution density of γ'' phase, respectively. Additionally, the dislocations pile up at the δ phase owing to the larger size of the δ phase in the heat treated Inconel 718 alloy compared with that in the wrought. The dislocation glide can be also hindered by carbide due to the pinning and drag effect.

KEY WORDS laser solid forming (LSF), Inconel 718, microstructure, mechanical property, dislocation configuration

chinaXiv:202303.00587v1

Inconel 718 合金为第二相沉淀强化 Ni-Fe 基高温合金, 具有强度高、抗氧化、抗辐射、热加工性能和焊接性能好的特点, 成为航空、航天以及能源、动力领域大量应用的关键材料. 近几年来, 随着金属增材制造技术的发展, 激光立体成形(laser solid forming, LSF)增材制造技术以其所具有的高性能自由实体成形工艺特征, 成为高性能复杂 Inconel 718 合金构件的一种重要的成形制造手段[1~8]. 与传统铸造成形方法不同, 激光立体成形过程中熔池凝固所具有的高温度梯度和高冷却速率等特征, 可使材料的固溶极限扩大, 亚结构细化, 并在一定程度上改善微观偏析[9,10]. 此外, 激光辐照时功率密度高, 熔池易产生熔体过热. 王震等[11]指出, 熔体过热可有效细化高温合金枝晶间距和改善 γ' 相的形貌. 同时, Kolotukhin 等[12]发现熔体过热还能控制碳化物共晶的数量和形态, 提高基体中碳化物形成元素的含量, 从而提高合金稳定性. 另外, 激光立体成形采用逐点逐层沉积的方法, 其所具有的逐层往复再热退/回火效应, 也使其合金组织也与传统加工方法得到的组织有所差异. Blackwell[13]和林鑫等[14]研究发现, 激光立体成形制得的 Inconel 718 合金为细小均匀枝晶组织, 并且层与层之间呈明显的层带结构. Zhao 等[15]和刘奋成等[16]发现, 激光立体成形 Inconel 718 合金为外延生长的柱状晶, 并且同一柱状晶粒中的树枝晶组织取向相同, 具有定向凝固的特点, 但相邻柱状晶晶粒之间存在一定偏差, 一个柱状晶能穿越几个沉积层. 此外, 赵卫卫等[17]还发现激光立体成形 Inconel 718 合金中的树枝晶一次枝晶间距大约为 5 μm, 组织明显比铸态 Inconel 718 合金细小. 然而, 激光立体成形制成的 Inconel 718 合金中, 合金元素在枝晶间区域仍然存在一定的微观偏析, 并且, 应力分析表明材料中存在较大的残余应力, 分布不均匀. 刘奋成等[16]的研究表明, 对激光立体成形 Inconel 718 合金进行热处理, 不仅可以消除合金元素的微观偏析, 还能消除部分残余热应力, 促使再结晶的发生, 使晶粒得到细化, 从而提高合金的强度. 尽管已有工作已经对 Inconel 718 合金激光立体成形后的组织特征和力学性能进行了分析, 但是对于激光立体成形 Inconel 718 合金的具体强韧化机制还缺乏系统的分析.

一般来说, 合金的强化机制主要依靠合金中的位错组态来体现, 而位错组态反映了强化相与位错之间的相互作用. 考虑到激光立体成形 Inconel 718 合金通常必须要经过适当的热处理才能获得优异的力学性能, 因此, 本工作通过分析激光立体成形 Inconel 718 合金经过热处理后的显微组织演化过程及拉伸力学性能, 分析合金内的不同强化相对其断裂机制的影响, 并通过位错组态的研究, 考察合金中各类析出相的强化机制, 以期为优化 Inconel 718 合金的激光立体成形工艺以及热处理制度奠定重要的科学基础.

1 实验方法

实验所用的 LSF-III激光立体成形系统主要是由 RS-850 型 4 kW CO_2 激光器、LPM-408 四轴三联动数控工作台、DPSF-1 型高精度可调自动送粉器以及同轴送粉喷嘴组成. 基材为316L 不锈钢, 尺寸为 140 mm×60 mm×6 mm. 实验所用粉末为采用等离子旋转电极法制备的球形 Inconel 718 合金粉末,平均尺寸约为 150 μm, 化学成分(质量分数, %)为: Cr 19.7, Nb 5.1, Fe 18.4, Al 0.65, Ti 1.04, Mo 2.9, C 0.03, Ni 余量. 在进行成形实验前, 将合金粉末在 120 ℃下进行真空烘干处理 4 h, 以去除粉末表面所吸附的水分, 并将基材表面用砂纸打磨, 用丙酮清洗. 拟沉积试样的尺寸为 56 mm×12 mm×12 mm. 激光立体成形的主要工艺参数为: 激光功率 2 kW, 扫描速率 8 mm/s, 送粉速率 8~12 g/min, 约束气体流量 4~8 L/min, 激光光斑直径 3 mm, 搭接率 40%, 沉积高度方向单层增高 0.2~0.3 mm.

采用高温均匀化固溶处理+中间 δ 时效处理+双

ChinaXiv合作期刊

级时效处理的三级热处理制度对沉积态试样进行热处理. 具体的工艺参数为: 1100 ℃, 1.5 h, 空冷+980 ℃, 1 h, 空冷+720 ℃, 8 h, 炉冷至620 ℃, 8 h, 空冷. 采用INSTRON-96型万能材料试验机对热处理后的激光立体成形Inconel 718合金试样进行室温拉伸测试, 加载速率为1 mm/min. 每种状态取3根平行试样, 并对实验结果取平均值. 试样显微组织形态采用PMG3型金相显微镜(OM)及VEGA II-LMH型扫描电子显微镜(SEM)进行检测, 利用SEM对拉伸试样断口进行分析, 用Tecnai G^2 F30型透射电镜(TEM)对断口进行位错组态分析. 采用X'Pert MPD Pro型X射线衍射仪(XRD)对三级热处理前后合金粉末的物相组成进行分析.

2　实验结果与讨论

2.1　显微组织

图1所示为激光立体成形Inconel 718合金沉积态的显微组织. 由图1a可见, 组织呈现穿越多层熔覆沉积层的外延生长柱状枝晶, 柱状晶粒的宽度约为200 μm, 生长取向性较强, 倾向趋于沉积方向生长, 柱状晶生长方向与沉积方向之间的夹角大约为30°. 由于本工作所采用的基材为多晶材料, 取向随机, 而激光熔池底部的温度梯度最大, 并倾向于沉积方向, 使得自基材外延生长的柱状晶通过竞争淘汰, 其中生长方向与沉积方向较为接近的柱状晶生长最终占优. 由于激光熔凝的高凝固速率, 柱状晶中的树枝晶一次枝晶间距约为5~10 μm (图1b). 此外, 在枝晶间区域还存在一些不规则的颗粒(图1c), 由EDS分析可知, 该颗粒中存在严重的Nb元素偏析(图1d), 因而推断该相为Laves相.

图2所示为激光立体成形Inconel 718合金沉积态在经过高温固溶处理、δ时效处理以及双时效处理后的组织形态和析出相. 高温固溶处理可以消除

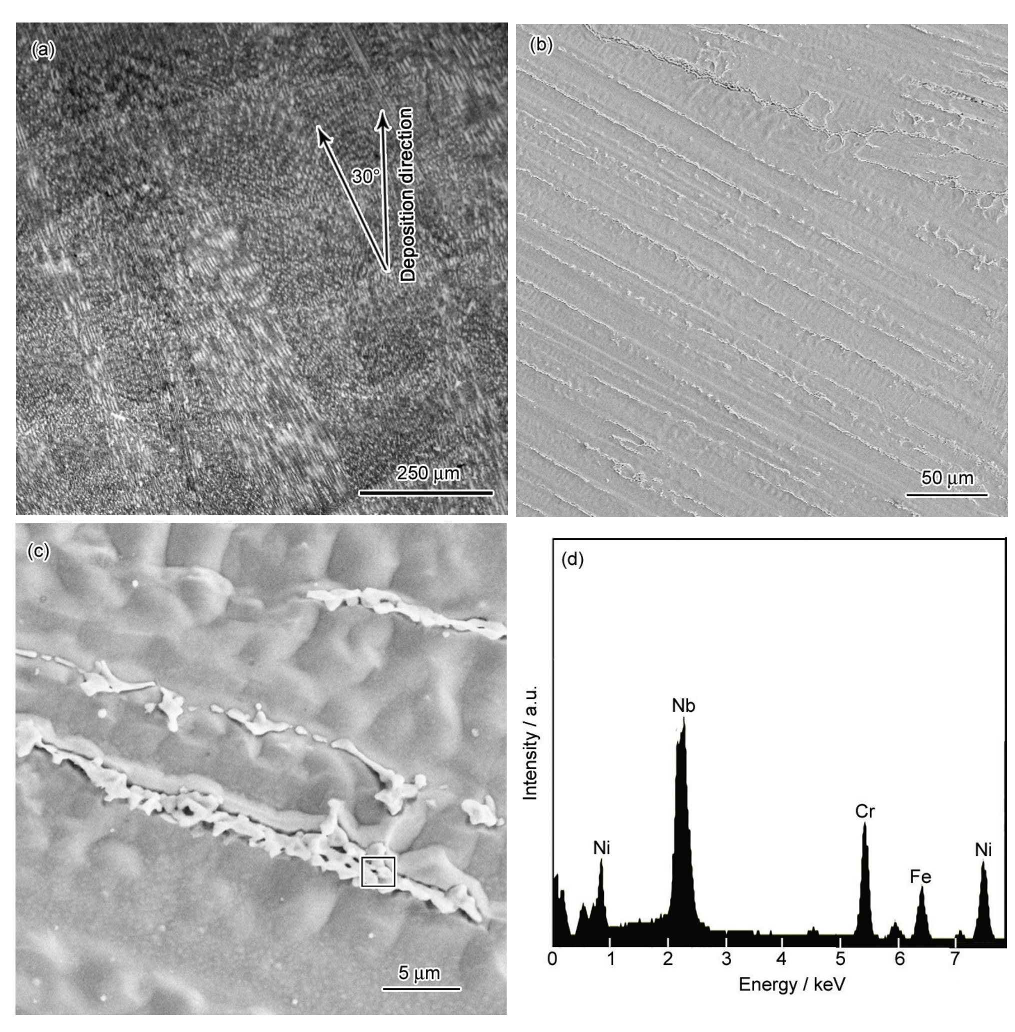


图1 激光立体成形Inconel 718合金沉积态的显微组织和EDS分析

Fig.1 Microstructures and EDS analysis of as-deposited laser solid forming (LSF) Inconel 718 alloy

(a) columnar crystals　(b) dendritic　(c) Laves phase

(d) EDS analysis of Laves phase corresponding to rectangle area in Fig.1c

chinaXiv:202303.00587v1

ChinaXiv合作期刊

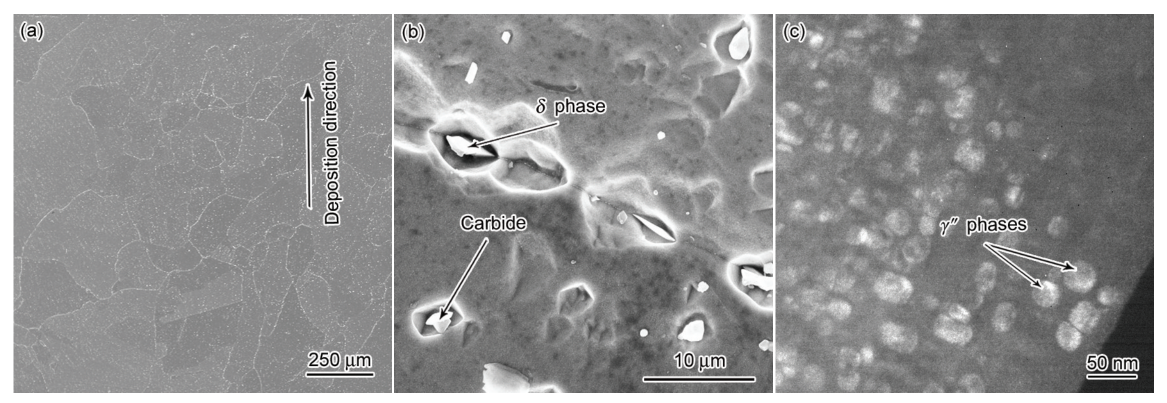


图 2 激光立体成形Inconel718合金经不同热处理后的显微组织

Fig.2 Microstructures of LSF Inconel 718 alloy after high temperature solution treatment (ST) (a), followed by δ aging treatment (AT) (b) and double aging treatment (DAT) (c)

沉积态中的残余热应力以及枝晶间的合金元素偏析, 使Laves相可以完全固溶, 并且由于激光立体成形过程中产生的残余热应力, 可以诱导再结晶的发生, 使激光立体成形Inconel 718合金沉积态中的柱状晶组织转化为等轴晶组织(图2a), 等轴晶晶粒细化, 尺寸不均匀, 大约为50~200 μm. δ时效处理则促使Inconel 718合金沿晶界析出了细小针状的δ沉淀相(图2b), δ相为细小针状, 尺寸长度为1~2 μm, 沿晶界析出, 但是经过热处理之后碳化物仍然存在. 再经过双时效处理后, 可以看到在γ基体上弥散析出γ″相(图2c), γ″相正面呈现出圆片状, 侧面为椭面状, 圆片直径为20~50 nm, 椭圆短轴为10 nm左右.

图3所示为激光立体成形Inconel 718合金沉积态和三级热处理后的XRD谱. 可见, 沉积态及热处理态条件下均仅能检测出γ相基体的衍射峰, 这与刘奋成[18]的研究结果一致. 碳化物、Laves相和δ相的体积分数较小[19], 利用XRD方法难以检测. 此外, γ″相与基体γ相共格析出[20], γ″相的衍射峰被γ相所掩盖, 从而导致γ″相的衍射峰消失.

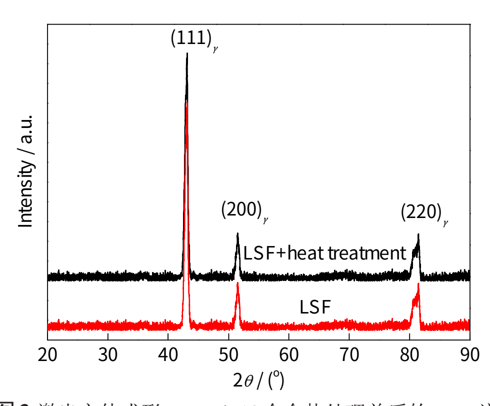


图 3 激光立体成形Inconel718合金热处理前后的XRD谱

Fig.3 XRD spectra of LSF Inconel 718 alloy before and after heat treatment

2.2 力学性能

表1所示为激光立体成形及不同热处理阶段的Inconel 718合金的室温拉伸性能. 可以看出, 经过三级热处理, 合金室温拉伸强度和塑性均满足锻件标准.

图4为热处理后的激光立体成形Inconel 718合金试样的拉伸断口形貌. 断口主要分为2个区域: 纤维区和剪切唇区. 纤维区主要位于该断口的中央位置, 其中存在很多纤维状的小峰, 小峰的斜面与拉伸轴线大约呈45°的夹角. 剪切唇区位于断口的边缘部位, 与纤维区相比, 剪切唇区较为平坦, 而且所占的区域范围比较小, 并且与拉伸主应力方向大概呈45°夹角. 此外, 在拉伸断口上有很多细小的二次裂纹, 大部分分布在纤维区, 裂纹长度为200~500 μm不等. 由图4b可见, 经热处理后的激光立体成形Inconel 718合金试样断口纤维区存在很多韧窝, 尺寸大约为1~2 μm, 某些区域几个小韧窝能够连接成一起, 形成一个大韧窝, 这与Lin等[21]在镍基高温合金的拉伸断口中所观察到的现象一致, 说明激光立体成形Inconel 718合金具有良好的塑性. 大韧窝的尺寸一般可达到6~8 μm, 这些韧窝主要是由γ″强化相所形成的微孔聚集而产生. 在某些韧窝内部, 还能观察到细小颗粒[22], 这是由于第二相颗粒在剪切力的作用下破碎, 并在随后的变形过程中形成韧窝. 同时还可以观察到在韧窝壁上出现了扇形的撕裂棱, 这是由于在该韧窝中, 裂纹起源于扇柄处, 并沿着扇形撕裂棱的方向向四周扩展, 并最终在切应力的作用下, 与周围的韧窝相互作用并形成新的韧窝棱. 在图4b中还可以观察到若干相互平行的细小蛇形滑移花样, 这是因为当基体的塑性较好时, Inco-

chinaXiv:202303.00587v1

ChinaXiv合作期刊

chinaXiv:202303.00587v1

表 1 激光立体成形 Inconel 718 合金的室温拉伸性能

Table 1 Tensile properties of LSF Inconel 718 alloy at room temperature

Material condition	σ_b / MPa	σ_s / MPa	δ / %	ψ / %
LSF	931	785	19.82	26.88
LSF+ST	1182	986	18.86	25.56
LSF+ST+δ AT	1290	1089	17.88	25.02
LSF+ST+δ AT+DAT	1351	1184	17.20	23.70
Wrought standard (Q/3B548-1996)	1340	1100	12.00	15.00

Note: σ_b—tensile strength, σ_s—yield strength, δ—elongation, ψ—reduction of area

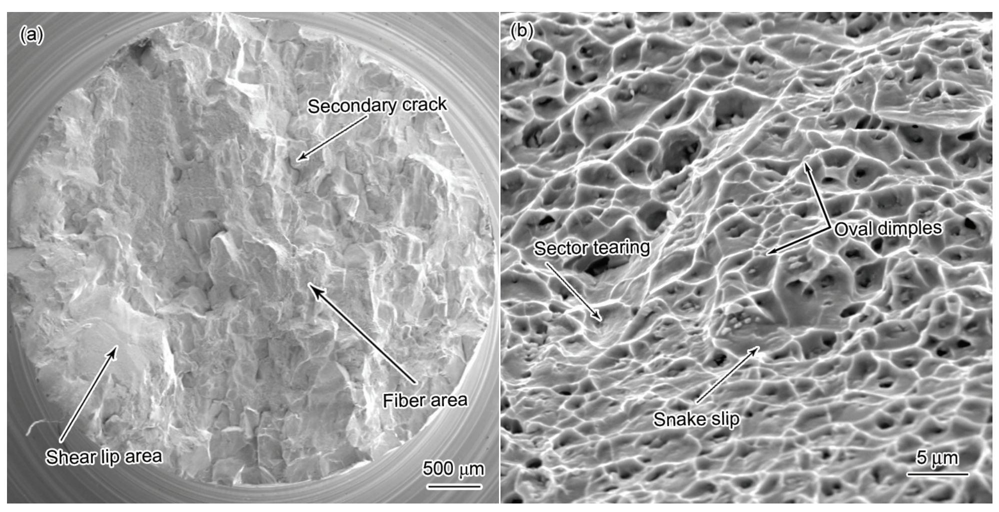


图 4 激光立体成形 Inconel 718 合金热处理态的拉伸断口形貌

Fig.4 Tensile fracture morphologies of LSF Inconel 718 alloy after heat treatment at low (a) and high (b) magnification

nel 718 合金中不同位向晶粒之间的相互约束和牵制, 导致位错同时沿着几个相交的滑移面滑移, 形成弯曲的条纹, 滑移分离后的韧窝呈蛇形滑移形态[23]. 蛇形滑移形态的存在表明在该处形成应力集中时, 能够开动更多的滑移系, 说明激光立体成形 Inconel 718 合金塑性很好. 此外, 在有的大韧窝撕裂棱上, 还可以观察到若干细长的卵形韧窝, 其形成是由于在 Inconel 718 合金拉伸断裂过程, 局部大韧窝先形成, 当大韧窝在长大过程中, 其自由表面与一个小韧窝相连通, 这时小韧窝完全附着在大韧窝上. 当大的韧窝被撕裂时, 小的韧窝能进一步发生塑性变形, 从而能够提高 Inconel 718 合金抵抗断裂的能力.

2.3 位错组态

激光立体成形 Inconel 718 合金经过热处理后, 沿晶界析出了细小的 δ 相, 晶内则呈现弥散分布的细小 γ'' 相. 对于此类沉淀强化高温合金, 其力学性能与该合金中的第二相密切相关, 而第二相与位错的相互作用则反映了该合金的强化机制. 因此, 若要明晰经热处理后激光立体成形 Inconel 718 合金的强化机制, 对其拉伸断裂后的位错组态进行研究十分必要.

2.3.1 γ'' 相　　图 5 是经热处理后激光立体成形 Inconel 718 合金中 γ'' 强化相的 TEM 明场像、暗场像和相应的衍射谱. 从图 5a 中可以看出, γ'' 相在 γ 基体中弥散分布, 呈现出圆片状. γ'' 相与 γ 基体的晶格错配导致其周围会产生应力场, 从而对位错的运动起到阻碍作用. 用传统的材料加工方法所制得的 Inconel 718 合金中, γ'' 相阻碍位错运动的方式主要为位错切割 γ'' 相[24], 这种方式在热处理态激光立体成形 Inconel 718 合金中也会存在. 当 γ'' 相析出较为分散时(图 5a 中 A 区域), 位错线比较平直, 此时位错与 γ'' 相的相互作用机制主要为切过机制. 从图 5b 可以看出, 位错和 γ'' 相发生相互作用后, 有的位错将 γ'' 相切开, 而有的 γ'' 相则只被切割一半, 位错运动到 γ'' 相内部后便停止. 图 5c 为 γ'' 相的[111]晶带轴电子衍射谱, 从衍射斑点所确定的晶向可以知道, 切割 γ'' 相的位错滑移方向主要为 $[1\bar{1}0]$, 这与 Sundararaman 等[25]的研究中所观察到 γ'' 相被切割的方向一致. 当位错切过 γ'' 相时, 某些 2 段取向相同的位

ChinaXiv合作期刊

错线之间会产生一段折线, 这可能是由位错在 γ'' 相上发生交滑移造成的. 当位错以切割方式与 γ'' 相发生相互作用时, 会导致能量升高, 从而起到强化作用. 位错切割 γ'' 相时会产生新的界面, 从而使界面能增加. 位错通过后, 会产生反相畴界能, 由于 γ'' 相和基体间的切变模量不同, 也会引起能量升高. 由图5a中可见, 当 γ'' 相析出较为密集时(图5a中B区域), 位错不容易切过, 此时, 位错与 γ'' 相的相互作用机制主要为Orowan绕过机制. 当 γ'' 相聚集长大时, 在外力作用下, 位错线环绕着 γ'' 相发生弯曲, 位错线的弯曲将会增加位错影响区的晶格畸变能, 这就增加了位错线运动的阻力, 使滑移抗力增大. 此外, γ'' 相析出密度较大的区域其位错密度也大, 这是由于位错绕过 γ'' 相比位错切过 γ'' 相需要更多的能量, 位错在 γ'' 相析出密度较大的区域运动的阻力也更大, 从而导致位错更容易在 γ'' 相析出密度较大的区域塞积. 在位错密度大的区域, 位错之间相互缠绕, 使得位错运动更加困难, 从而有利于提高Inconel 718合金的强度.

2.3.2 δ相　图6a所示为激光立体成形 Inconel 718合金经热处理后析出的 δ 相的TEM明场像及对应的[$10\bar{3}$]晶带轴电子衍射谱. 从图6a中可以看到, 在 δ 相处有2组不同的滑移带, 即 δ 相边缘A处位错的滑移方向为[341], 而在 δ 相内部B处位错的滑移方向为[$\bar{3}4\bar{1}$].

在传统的锻造 Inconel 718 合金中, δ 相通常为细长针状, 宽度大约为100 nm, 因此, 锻造 Inconel 718合金中 δ 相往往容易在位错运动的过程中被切断. 然而, 激光立体成形 Inconel 718 合金经热处理后, δ 相为短棒状, 宽度大约为1 μm, 因此, 位错更容易在 δ 相处发生塞积, 进而阻碍位错的运动. 在热处理后的Inconel 718合金中, 可以看到在 δ 相边缘, δ 相被位错切割并形成滑移台阶(图6a中A区域), 使 δ 相界面增大, 增加界面能, 这也意味着, 位错切过 δ 相后, 有可能会造成 δ 相原子错排, 增加错排能. 在图6a中A区域, 滑移方向为[341]的位错切割 δ 相

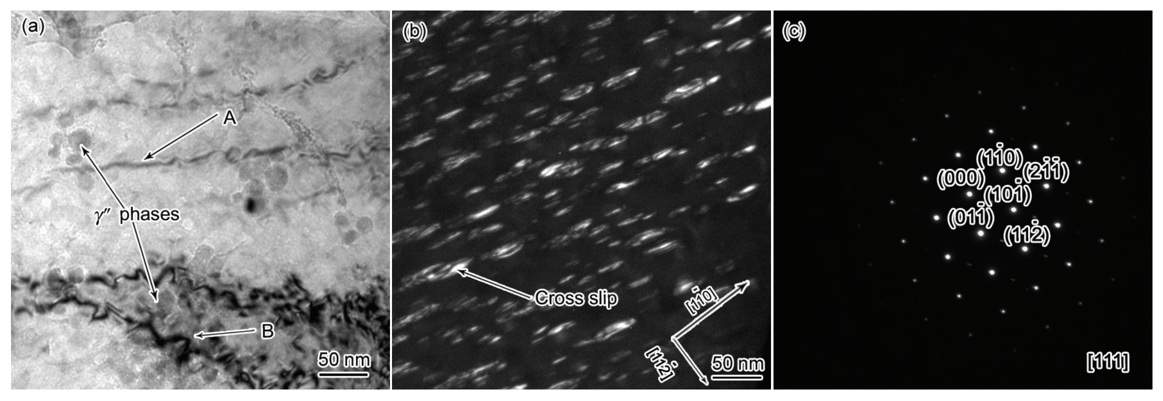


图5 热处理后激光立体成形Inconel 718合金中 γ'' 相的TEM明场像、暗场像和电子衍射谱

Fig.5 Bright-field (a), dark-field (b) TEM images and SAED pattern (c) of γ'' phase in LSF Inconel 718 alloy after heat treatment

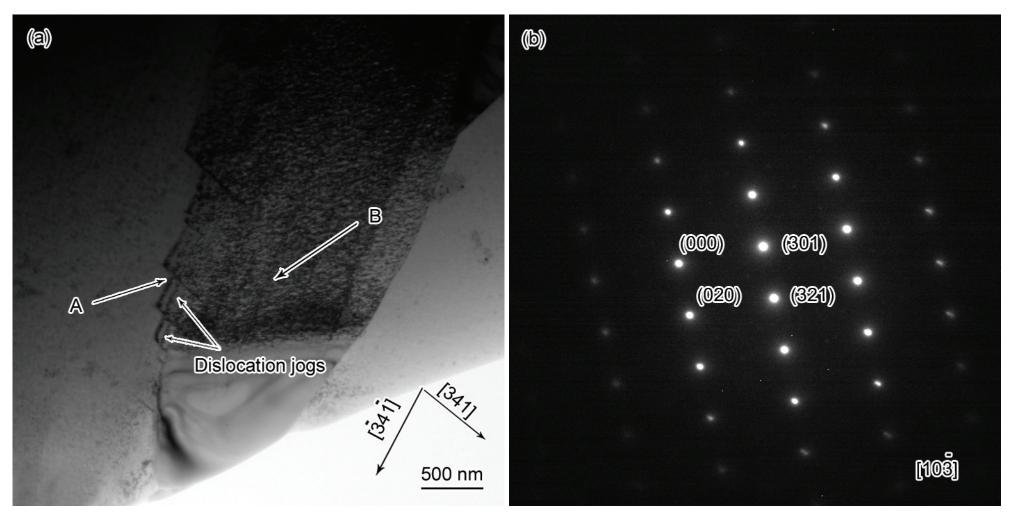
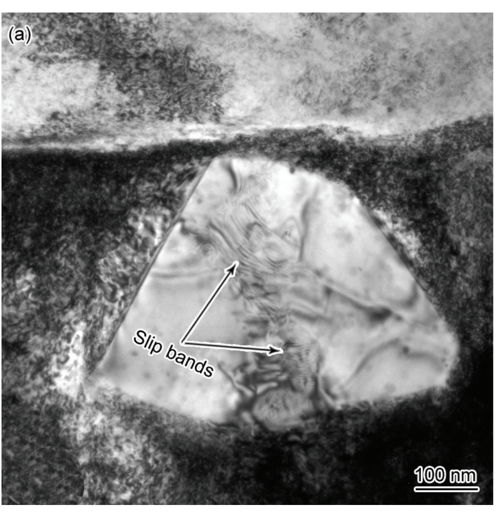


图6 热处理后激光立体成形Inconel 718合金中 δ 相的TEM明场像和电子衍射谱

Fig.6 Bright-field TEM image (a) and SAED pattern (b) of δ phase in LSF Inconel 718 alloy after heat treatment

chinaXiv:202303.00587v1

ChinaXiv合作期刊



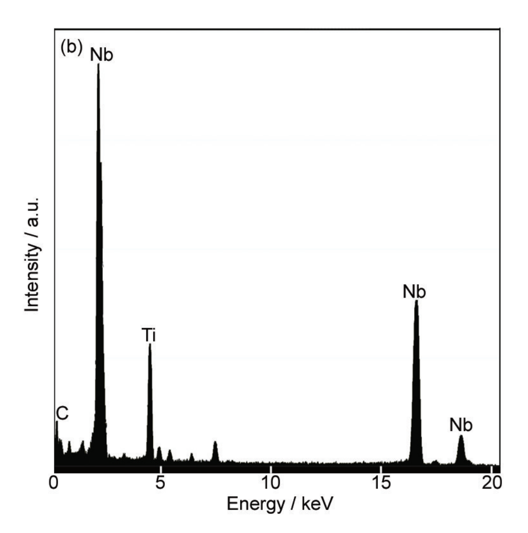


图7 热处理后激光立体成形Inconel 718合金中碳化物的TEM明场像和EDS分析

Fig.7 Bright-field TEM image (a) and EDS analysis (b) of carbide in LSF Inconel 718 alloy after heat treatment

时, 2条相邻位错线之间的距离逐渐增大, 这是由Burgers矢量相同的位错之间存在排斥作用所导致的. 当位错在δ相处塞积时, 领先的位错首先到达δ相处, 而后来的位错则因为排斥力的作用排列的越来越稀疏[26]. 此外, 在图6a中还能观察到, 滑移方向为[$\bar{3}4\bar{1}$]的位错与滑移方向为[341]的位错发生相互作用, 并产生割阶和扭折. 在δ相内部(图6a中B区域), 位错切割δ相, 但δ相并没有被切开, 位错运动到δ相内部便停止了, 说明热处理后较大尺寸的δ相对位错运动的阻碍较大.

2.3.3 *碳化物*　　除了γ''和δ相, 碳化物也是激光立体成形Inconel 718合金经过热处理后较为常见的相. Liu等[27]研究认为, 位错能在碳化物处缠绕, 从而阻碍位错的运动, 并且它还能提高位错对强化相的剪切抗力, 从而提高合金强度. He等[28]也认为, 碳化物和位错之间存在强烈的相互作用, 能通过钉扎和拖曳作用来阻碍位错运动. 图7a是热处理态激光立体成形Inconel 718合金中的碳化物的TEM明场像. 由图可见, 该相边界较为平齐, 呈现出块状. 由图7b所示的EDS分析显示, 该相中Ti和Nb的含量比较高, 因此断定该相为碳化物(Ti, Nb)C. 从形貌上观察, 碳化物内部同样有被位错切割的痕迹, 此外, 在图7a中还能观察到滑移带, 表明位错在碳化物内部发生塞积.

在上述各类强化相中, γ''相对激光立体成形Inconel 718合金的强化作用中占主导地位, 这主要是由于Inconel 718合金中γ''相的体积分数能够达到50%~65%以上, 为体心四方结构, 晶格常数大, 形成较强的共格应变强化[29], 而δ相和碳化物的体积分数则要比γ''相低很多.

3 结论

(1) 激光立体成形Inconel 718合金经过高温固溶处理、δ时效处理以及双时效处理后, 显微组织由初始柱状晶组织向等轴晶组织转变, 晶粒细化, Laves相完全固溶, 晶界处析出针状δ相, 并在基体上弥散析出γ''强化相.

(2) 合金经过热处理后, 抗拉强度为1351 MPa, 屈服强度为1184 MPa, 延伸率为17.20%, 断面收缩率为23.70%, 强度和塑性与锻件标准相当.

(3) 合金热处理态拉伸断口只有纤维区和剪切唇2个部分, 在断口纤维区存在很多以γ''相为基底的韧窝, 在某些韧窝内部能观察到蛇形花样以及扇形花样. 此外, 在某些韧窝的撕裂棱上存在细小的卵形韧窝.

(4) 合金热处理态的强化机制主要依赖于合金中所含的第二相, 即γ''相、δ相以及碳化物. 激光立体成形Inconel 718合金热处理态中的γ''相析出比传统锻件更为密集, γ''相密度较小的区域, 位错一般会切割γ''相, 而γ''相密度较大的区域, γ''相更容易聚集长大, 强化机制会由位错切割γ''相变为位错绕过γ''相, 位错绕过γ''相需要更多的能量, 因而位错运动将在γ''相密度较大的区域受到更大的阻碍, 更容易在此处塞积, 从而导致γ''相密度较大的区域位错密度较高. 激光立体成形Inconel 718合金热处理态中的δ相尺寸比传统锻件的更大, 位错不容易切过, 位错在该处塞积时会由于位错之间的斥力以及δ相的阻碍从而使得位错在δ相附近的运动比锻件中更加困难. 碳化物和位错之间存在强烈的相互作用, 它能通过

chinaXiv:202303.00587v1

ChinaXiv合作期刊

钉扎和拖曳作用来阻碍位错运动.

参考文献

[1] Huang W D, Lin X, Chen J, Li Y M. *Laser Solid Forming*. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2007: 10
(黄卫东, 林 鑫, 陈 静, 李延民. 激光立体成形. 西安: 西北工业大学出版社, 2007: 10)

[2] Feng L P, Huang W D, Yang H O. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 501
(冯莉萍, 黄卫东, 杨海鸥. 金属学报, 2002; 38: 501)

[3] Gaumann M, Henry S, Wagniere J D. *Mater Sci Eng*, 1999; A271: 232

[4] Qi H, Azer M, Ritter A. *Metall Mater Trans*, 2009; 40A: 2410

[5] Xu X J, Lin X, Yang M C, Huang W D. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 1013
(许小静, 林 鑫, 杨模聪, 黄卫东. 金属学报, 2008; 44: 1013)

[6] Cao J, Liu F C, Lin X, Huang C P, Chen J, Huang W D. *Opt Laser Technol*, 2013; 45: 228

[7] Chen H, Gu D D, Dai D H. *Opt Laser Technol*, 2013; 54: 98

[8] Wang L, Xu X J, Lin X. Huang W D. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 1081
(王 亮, 许小静, 林 鑫, 黄卫东. 金属学报, 2010; 46: 1081)

[9] Liu F C, Lin X, Zhao X M, Chen J, Huang W D. *Opt Laser Technol*, 2011; 43: 208

[10] Lin X, Yue T M, Yang H O, Huang W D. *Acta Mater*, 2006; 54: 1901

[11] Wang Z, Li J G, Zhao N R, Jin T, Zhang J H. *Acta Metall Sin*, 2002; 38: 920
(王 震, 李金国, 赵乃仁, 金 涛, 张静华. 金属学报, 2002; 38: 920)

[12] Kolotukhin E V, Baum B A, Kuleshova E A, Larioiov V N, Tretyakova E E, Tyagunov G V. *Steel*, 1992; (7): 21

[13] Blackwell P L. *J Mater Process Technol*, 2005; 170: 240

[14] Lin X, Yang H O, Chen J, Huang W D. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 361
(林 鑫, 杨海鸥, 陈 静, 黄卫东. 金属学报, 2006; 42: 361)

[15] Zhao X M, Chen J, Lin X, Huang W D. *Mater Sci Eng*, 2008; A478: 119

[16] Liu F C, Lin X, Huang W D. *Rare Met Mater Eng*, 2010; 39: 1519
(刘奋成, 林 鑫, 黄卫东. 稀有金属材料与工程, 2010; 39: 1519)

[17] Zhao W W, Lin X, Chen J, Huang W D. *Chin J Lasers*, 2009; 36: 3220
(赵卫卫, 林 鑫, 陈 静, 黄卫东. 中国激光, 2009; 36: 3220)

[18] Liu F C. *PhD Dissertation*, Northwestern Polytechnical University, Xi' an, 2011
(刘奋成. 西北工业大学博士学位论文, 西安, 2011)

[19] Zhuang J Y, Du J H, Deng Q. *Wrought Superalloy GH4169*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 60
(庄景云, 杜金辉, 邓 群. 变形高温合金GH4169. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 60)

[20] Rong Y, Chen S, Hu G X. *Mater Sci Eng*, 1999; A30: 2297

[21] Lin Y C, Deng J, Jiang Y Q, Wen D X, Liu G. *Mater Sci Eng*, 2014; A598: 251

[22] Liu F C, Lin X, Yang G L, Huang C P, Chen J, Huang W D. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 1047
(刘奋成, 林 鑫, 杨高林, 黄春平, 陈 静, 黄卫东. 金属学报, 2010; 46: 1047)

[23] Cui Y X, Wang C L. *Analysis of Metal Fracture Surface*. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998: 48
(崔约贤, 王长利. 金属断口分析. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998: 48)

[24] Song X G. *Master Thesis*, Harbin Institute of Technology, 2007
(宋晓国. 哈尔滨工业大学硕士学位论文, 2007)

[25] Sundararaman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. *Metall Mater Trans*, 1988; 19A: 453

[26] Guo K X, Lin B J. *Acta Phys Sin*, 1978; 27: 729

[27] Liu L R, Jin T, Zhao N R, Sun X F, Guan H R, Hu Z Q. *Mater Sci Eng*, 2003; A361: 191

[28] He L Z, Zheng Q, Sun X F, Guan H R, Hu Z Q, Tieu A K, Lu C, Zhu H T. *Mater Sci Eng*, 2005; A397: 297

[29] Guo J T. *Materials Science and Engineering for Superalloys*. Beijing: Science Press, 2008: 107
(郭建亭. 高温合金材料学. 北京: 科学出版社, 2008: 107)

(责任编辑:罗艳芬)

chinaXiv:202303.00587v1

